

РАЗДЕЛЕНИЕ ДЕФЕКТОВ В ИМПЛАНТИРОВАННЫХ МНОГОСЛОЙНЫХ СТРУКТУРАХ Si/SiGe

П.И. Гайдук¹⁾, В. Веш²⁾, Е. Вендлер²⁾, А.Н. Ларсен³⁾, Дж.Л. Хансен³⁾

¹⁾Кафедра физической электроники Белгосуниверситета, г. Минск, Курчатова, 5, Беларусь, e-mail: gaiduk@bsu.by

²⁾Институт физики твердого тела Йенского университета, г. Йена, ФРГ

³⁾Институт физики Орхусского университета, г. Орхус, Дания

Исследованы процессы эволюции дефектов в многослойных Si/SiGe структурах при ионной имплантации и отжиге. Сообщается о самоорганизованном формировании сферических пузырей после имплантации 800 кэВ Ge⁺ или As⁺ ионов и последующего быстрого термического отжига. Пузыри локализованы в приповерхностной области ($<R_p/2$), имеют нанометровые размеры и собраны исключительно в упруго-деформированных слоях SiGe. Результаты исследований обсуждаются с учетом пространственного разделения дефектов вакансионного и междуузельного типов обусловленного кинематическим фактором: преобладанием величины импульса атомов Si в направлении падения ионного пучка. Возможной причиной эффекта 2D самоорганизации нано-пузырей является неоднородное распределение упругих напряжений вокруг SiGe слоев.

Введение

Имплантация ионов в полупроводники приводит к формированию дефектов структуры: вакансий (V) и собственных междуузельных атомов (I) в равном количестве. Большая часть имплантационных дефектов удаляется на первых стадиях отжига посредством рекомбинации V+I. Однако после отжига слои содержат остаточные дефекты, преимущественно междуузельного типа [1], локализованные в области R_p. В случае имплантации ионов МэВ-ных энергий, наряду со слоем междуузельных дефектов (стержней, дислокационных петель и т.д.), локализованных вблизи R_p, обнаружен слой дефектов в приповерхностной области; наиболее часто локализованных на глубине ~ R_p/2 [2]. Эти дефекты проявляют себя через эффективное геттерирование атомов металлов или кислорода [2]. Точная природа R_p/2 дефектов до сих пор не установлена и является предметом активных дискуссий. Наиболее обсуждаемая версия об их вакансионной природе подтверждается в многочисленных экспериментах [2-6], в частности, по результатам спектроскопии аннигиляции позитронов. Предполагается, что пространственное разделение дефектов (междуузельные - R_p, вакансионные - R_p/2) является следствием кинематического фактора - преобладания величины импульса атомов Si в направлении падения ионного пучка [5-7].

В настоящей работе предложен новый метод выявления вакансионных дефектов при их термической эволюции. Метод основан на использовании распределения упругих напряжений вокруг тонких слоев SiGe, инкорпорированных в Si матрицу. Во первых, благодаря сжимающим напряжениям, слои SiGe могут адсорбировать вакансионные дефекты, которые затем будут трансформироваться в нано-пузыри [8]. Во вторых, SiGe слои играют роль диффузионных барьеров для I и V, что препятствует их рекомбинации а также удалению на поверхность. Предполагалось, что будучи выращенными периодически, слои SiGe приведут к большей консервации исходных профилей распределения I и V.

Методика эксперимента

Образцы выращивали методом молекулярно-лучевой эпитаксии на пластинах (001)-Si р-типа проводимости. Восемь периодически повторяющихся слоев Si/SiGe вырастили после десорбции SiO₂ с поверхности при 850 °С. Каждый слой SiGe состоял из трех квантовых слоев: 2 нм Si_{0.5}Ge_{0.5}/3 нм Si/ 2 нм Si_{0.5}Ge_{0.5}. Разделительные слои Si имели толщину 100 нм. Рост проводили при 550 °С при скорости 0.2 нм/с. Согласно данным просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), выращенные эпитаксиальные структуры были бездислокационными и не имели признаков релаксации напряжений. Образцы структур были затем имплантированы ионами Ge⁺ или As⁺ с энергией 800 кэВ при комнатной температуре или при 520 °С. Доза имплантации составляла 2x10¹⁴ см⁻². Наконец, быстрый термический отжиг (БТО) проводился при 750 – 1050 °С в течении 30 с в атмосфере N₂ или O₂.

Образцы исследовались с помощью методов просвечивающей электронной микроскопии поперечных сечений (Х-ПЭМ) в различных дифракционных режимах формирования изображения. Использовался прибор Phillips CM-20 с ускоряющим напряжением 200 кэВ. Образцы для исследований препарировались с использованием последовательного механического полирования и ионно-лучевого травления.

Результаты и их обсуждение

Установлено, что имплантация 800 keV Ge или As ионов приводит к формированию захороненного аморфного (Т_{комн}) или высокой плотности протяженных дефектов (Т_{импл}=520 °С), которые целиком локализованы внутри многослойной Si/SiGe структуры. В частности, образцы, имплантированные при Т_{комн}, содержали протяженный аморфный слой на глубине между 180 и 560 нм. У поверхности и в области R_p аморфный слой граничил с высоко-дефектными кристаллическими областями, содержащими кластеры точечных дефектов, изолированные аморфные зоны и т.д. Таким образом, слои SiGe 1 и 6 (считая от поверхности) оставались после имплантации кристаллическими с высокой плотностью дефектов,

слои 2-5 – аморфными и, наконец, слои 7 и 8 – имели монокристаллическую структуру с малой плотностью дефектов.

БТО при 950 °С приводит к рекристаллизации захороненного аморфного слоя и формированию двух полос остаточных дефектов: вблизи R_p и в приповерхностной области (Рис. 1а). Полоса дефектов около R_p содержит дислокационные петли (ДП) междоузельного типа (Рис. 1а), что соответствует типичному пути развития вторичных дефектов в кремнии [1]

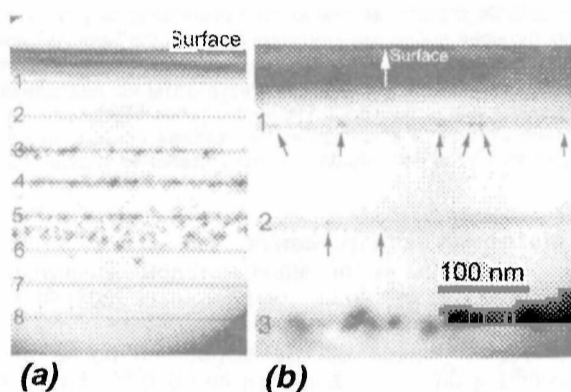


Рис.1. (а) - Сфокусированное светлопольное Х-ПЭМ изображение структуры после имплантации ионов Ge и БТО при 950 °С в атмосфере N_2 ; (б) - перефокусированное Х-ПЭМ изображение приповерхностной области образца (а). Стрелки указывают на нано-пузыри, самоорганизованные внутри SiGe слоев. Цифрами обозначены слои SiGe, начиная от поверхности.

Необычная эволюция структурных дефектов происходит в приповерхностной области. Так, в слое до глубины около 300-400 нм не обнаружено дефектов дислокационного типа. Напротив, значительное количество малых (2-6 нм) круглых дефектов зарегистрировано внутри SiGe слоев 1 -3 в условиях расфокусировки ПЭМ изображений (Рис. 2б). В зависимости от режимов отжига плотность этих дефектов варьируется между 10^8 и 3×10^{10} см⁻². При этом первый от поверхности слой SiGe содержит больше дефектов, чем второй и только небольшое количество дефектов находится в третьем. Были проведены ПЭМ исследования этих дефектов в двухлучевых условиях формирования изображения с большим отклонением от точных Брэгговских условий ($s \gg 0$). Дефекты обладают низким контрастом в условиях точной фокусировки. При недофокусировке, дефекты имеют высокую яркость относительно фона и окружены кольцами Френеля, в то время как в условиях перефокусировки дефекты имеют более темный, чем фон, контраст. В соответствии с [9], эти дефекты являются пузырями.

Для выяснения механизма формирования пузырей, проведены исследования эволюции дефектов структуры в зависимости от температуры БТО. На Рис. 2 приведены темнопольные Х-ПЭМ изображения структуры, полученные в режиме слабого пучка, которые демонстрируют изменение дефектов структуры вокруг слоев 1 и 2 при возрастании температуры БТО. Высокая плотность малых ДП и кластеров точечных дефектов зарегистрирована в по-

верхностных слоях после БТО при 750 °С (Рис. 2а). Как следует из анализа контраста в различных дифракционных условиях формирования изображения [20], указанные ДП являются междоузельными. Возрастание температуры до 830 °С (Рис. 2б) приводит к полному удалению (вокруг слоя 1) или существенному уменьшению плотности (вокруг слоя 2) междоузельных ДП, сохраняя, однако, кластеры точечных дефектов в высокой концентрации. Принимая во внимание результаты исследований [3-7] можно предположить, что большая часть этих кластеров точечных дефектов имеют вакансионную природу. Светлопольные ПЭМ исследования таких образцов (не показаны) выявили формирование пузырей очень малых размеров внутри слоя 1, но пока не в слое 2. Дальнейшее возрастание температуры БТО до 950 °С и, далее, до 1000 °С приводит к последовательному устранению ДП и формированию пузырей в слоях 2 и 3 соответственно, а также к возрастанию плотности и размера нано-пузырей. Наконец, дальнейшее увеличение температуры до 1050 °С приводит к частичному отжигу пузырей. В дополнение, были проведены сравнительные ПЭМ исследования образцов после БТО в окислительной и инертной средах. Установлено существенное замедление формирования пузырей в слое 1 в случае окислительного отжига. Этот результат может быть объяснен инжекцией неравновесных концентраций собственных междоузельных атомов [10] и их взаимодействием с вакансионными дефектами. Таким образом можно сделать вывод о последовательном формировании междоузельных ДП и вакансионных пузырей в приповерхностных слоях при увеличении температуры отжига.

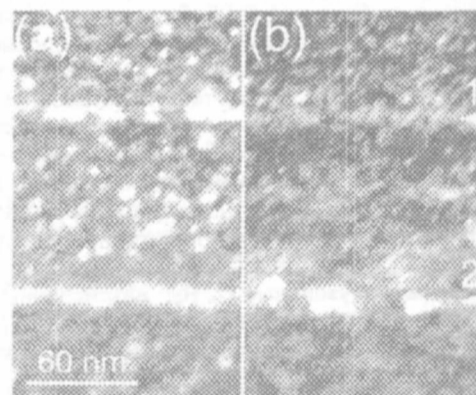


Рис. 2. Темнопольные Х-ПЭМ изображения в слабом пучке структуры SvSiGe после имплантации ионов Ge и последующего БТО при 750 °С (а) и 830 °С (б) в атмосфере N_2 . Цифры 1 и 2 указывают положение первого и второго слоев SiGe соответственно.

Для объяснения эффекта пространственного разделения I и V , а также формирования вакансионных дефектов в области $R_p/2$ в слоях кремния после имплантации ионов МэВ-ных энергий, в литературе интенсивно дискутируется модель, основанная на кинематическом разделении пар Френкеля [3-7]. Эта модель подтверждается, в частности, экспериментами по спектроскопии аннигиляции позитронов [3-5] и измерениями спектроскопии глубоких уровней (DLTS)[6],

с помощью которых удалось зарегистрировать вакансионно-связанные комплексы (например, VO пары в [6]) или кластеры точечных дефектов, включающие в свой состав V. Детали термической эволюции таких V-связанных дефектов в настоящее время неясны. Обычно, имплантационные слои кремния содержат лишь дефекты междоузельного типа (стержнеобразные {311} дефекты, ДП, дефекты упаковки и т.д.) при полном отсутствии вакансионных протяженных дефектов [1,10]. С другой стороны, при вакансионном пересыщении слитков кремния, V трансформируются преимущественно в пузыри, поскольку энергия активации зарождения дислокационных петель вакансионного типа по крайней мере на порядок выше [11]. Но даже в этом случае, энтальпия их формирования составляет величину около 2.8–3.4 eV, которая соответствует температуре их зарождения между 970 и 1060 °C [11]. Поэтому логично предположить, что диффузия избыточных V из имплантационного слоя является наиболее предпочтительным путем их отжига, тем более что энергия миграции V в Si сравнительно низка.

Ранее сообщалось о формировании вакансионных пузырей в кремнии при специальных условиях имплантации и отжига. Так, при высокодозной имплантации ионов кислорода МэВ-ных энергий [12] V были пространственно разделены как с I (область R_p), так и с поверхностью. В [13] сообщали о формировании пузырей в приповерхностном слое Si после обработки в экстремальных условиях. Формирование пузырей совместно с преципитацией Au сообщалось в [14].

В общем случае, формирование пузырей требует как минимум пересыщения слоя вакансиями в момент достижения температуры зарождения пузырей. Очень быстрая миграция V при сравнительно невысоких температурах [10] препятствует достижению пересыщенного вакансионного состояния задолго до достижения пороговой температуры зарождения пузырей. Необходимо отметить, что только пузыри сверхкритических размеров стабильны и могут увеличиваться, тогда как пузыри с размером менее критического сокращаются и исчезают [13,15]. Таким образом, пересыщение V должно быть достаточно высоким, с тем, чтобы пузыри достигли сверхкритического размера. Достижение пересыщенного состояния возможно при наличии крупных и сложных V-связанных дефектов (ловушек V), которые стабильны вплоть до высоких температур. Области с высокой плотностью дефектов и примесей (атомов кислорода [12,13] или металлов [2,13]) являются хорошими ловушками для V; например, благодаря геттерированию или сегрега-

ционным эффектам [2,12-14] В настоящей работе, однако, благодаря деформациям несоответствия, накопление V происходит внутри SiGe слоев. Этот вывод подтверждается тем фактом, что пузыри зарождаются и собраны исключительно внутри SiGe слоя, как это можно видеть на Рис. 2b. Мы полагаем, что на первой стадии БТО происходит отжиг сложных имплантационных дефектов (комплексов) с испусканием V. Часть V аннигилирует с I и междоузельными ДП, как это можно видеть из Рис. 2. Оставшаяся часть неравновесных V диффундирует под действием деформаций к слоям SiGe, где происходит их накопление и трансформация в пузыри.

Заключение

В настоящей работе исследованы процессы эволюции дефектов в многослойных Si/SiGe структурах при ионной имплантации и отжиге. Обнаружено самоорганизованное формирование сферических пузырей, локализованных исключительно внутри упруго-деформированных SiGe слоев. Пузыри локализованы в приповерхностной области и имеют нанометровые размеры. Результаты исследований обсуждаются с учетом пространственного разделения дефектов вакансионного и междоузельного типов обусловленного кинематическим фактором: преобладанием величины импульса атомов Si в направлении падения ионного пучка.

Список литературы

1. Jones K.S. et al. // Appl. Phys. A - 1988. - V. 45. - P.1.
2. Rozgonyi G.A. et al. // Mat.Sci.Eng.B - 2000. - V.72. - P. 87.
3. Nielsen B. et al. // J. Appl. Phys. - 1993. - V.74. - P.1636.
4. Kuna S.A. et al. // Sem.Sci.Tech. - 1998. - V.13. - P.394.
5. Holland O.W. // Mat.Sci.Eng.A - 1998. - V.253. - P.240.
6. Pellegrino P. et al. // NIM B. - 2002 - V.186. P. 334.
7. Coffa S. et al. // J.Appl. Phys. - 1997.- V. 81. - P.1639.
8. Gaiduk P.I. et al. // Phys.Rev.B
9. Loreto M.H. Electron beam analysis of materials. - NY.: Chapman and Hall Ltd, 1988. - 210 p.
10. Hu S.M. // Mat.Sci.Eng.R - 1994. - V.13. - P.105.
11. Plekhanov P.S. // J.Appl.Phys. - 1998. - V.84. V.780.
12. Ellingboe S.L., Ridgway M.C. // Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B - 1997. - V. 127, P.90.
13. Holland O.W. // J. Electr. Mater. 1996. - V.25. - P.99.
14. Williams J.S. // Appl.Phys.Lett. - 2001. - V.78. - P.2867.
15. Gnsolia J. et al. // J. Appl. Phys. - 2002. - V. 91. P.9027.

DEFECT SEPARATION IN IMPLANTED MULTILAYER SiGe/Si STRUCTURES

P.I.Gaiduk¹, W.Wesch², E.Wendler², A.N.Larsen³, J.L.Hansen³

¹Dep. of Physical Electronics, BSU, Minsk, Belarus

²Institut für Festkörperphysik, Jena, Germany

³Department of Physics, University of Aarhus, Denmark

We report on self-assembled formation of spherically shaped voids in a Si/SiGe layered structure after 800 keV Ge ion implantation followed by rapid thermal annealing. The voids are of nanometer size and are solely assembled in thin SiGe quantum wells in the surface region ($<R_p/2$) of the implanted sample. The results are discussed in terms of the separation of the vacancy and interstitial depth profiles attributed to the preferential forward momentum of recoiling Si atoms. The strain situation around the SiGe quantum wells is suggested as a possible reason for the void self-assembling effect.